

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

16.12.2004

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 1 2 月 1 9 日
Date of Application:

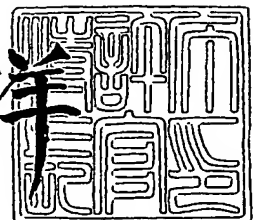
出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 4 2 3 2 3 3
Application Number:
[ST. 10/C]: [J P 2 0 0 3 - 4 2 3 2 3 3]

出 願 人 J F E ス チ ール 株 式 会 社
Applicant(s):

2 0 0 5 年 1 月 2 8 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小 川 洋



【書類名】 特許願
【整理番号】 A000304924
【提出日】 平成15年12月19日
【あて先】 特許庁長官 殿
【国際特許分類】 C22C 38/00
C21D 9/52

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 松田 広志

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 平 章一郎

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 小野 圭介

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 占部 俊明

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 長滝 康伸

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 田中 靖

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 櫻井 理孝

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 杉本 芳春

【特許出願人】
【識別番号】 000001258
【氏名又は名称】 J F E スチール株式会社

【代理人】
【識別番号】 100058479
【弁理士】
【氏名又は名称】 鈴江 武彦
【電話番号】 03-3502-3181

【選任した代理人】
【識別番号】 100091351
【弁理士】
【氏名又は名称】 河野 哲

【選任した代理人】
【識別番号】 100088683
【弁理士】
【氏名又は名称】 中村 誠
【選任した代理人】
【識別番号】 100108855
【弁理士】
【氏名又は名称】 蔵田 昌俊
【選任した代理人】
【識別番号】 100084618
【弁理士】
【氏名又は名称】 村松 貞男
【選任した代理人】
【識別番号】 100092196
【弁理士】
【氏名又は名称】 橋本 良郎
【手数料の表示】
【予納台帳番号】 011567
【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 図面 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 0304222

【書類名】特許請求の範囲

【請求項1】

質量%で、C:0.05~0.30%、Si:0.01~2.0%、Mn:0.08~3.0%、P:0.003~0.1%、S:0.07%以下、Al:0.01~2.5%、N:0.007%以下、残部が実質的にFeおよび不可避不純物からなり、かつSi及びAlが下式を充足すること特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

$$Si + Al \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si, Alは、質量%

tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)

Tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)における平均温度(℃)

【請求項2】

質量%で、Cr:0.01~2.0%、V:0.005~2.0%、Mo:0.005~2.0%から選ばれる1種または2種以上の元素を更に含有し、かつ、Si, Al, Cr, Mo及びVが下式を充足することを特徴とする請求項1に記載の機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

$$Si + Al + 5 \times Cr + 15 \times Mo + 15 \times V \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si, Al, C, Mo, Vは、質量%

tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)

Tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)における平均温度(℃)

【請求項3】

質量%で、Ti:0.01~0.1%、Nb:0.01~0.1%、B:0.0003~0.0050%、Ni:0.005~2.0%、Cu:0.005~2.0%から選ばれる1種または2種以上の元素を更に含有することを特徴とする請求項1又は2に記載の機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】

質量%で、C:0.05~0.30%、Si:0.01~2.0%、Mn:0.08~3.0%、P:0.003~0.1%、S:0.07%以下、Al:0.01~2.5%、N:0.007%以下、残部が実質的にFeおよび不可避不純物からなる溶融亜鉛めっき鋼板の合金化処理の処理時間及び処理温度を、Si及びAlの含有量に応じて、下式に基づいて管理することを特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$Si + Al \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si, Alは、質量%

tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)

Tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)における平均温度(℃)

【請求項5】

溶融亜鉛めっき鋼板は、請求項1記載の組成に、質量%で、Cr:0.01~2.0%、V:0.005~2.0%、Mo:0.005~2.0%から選ばれる1種または2種以上の元素を更に含有し、この溶融亜鉛めっき鋼板の合金化処理の処理時間及び処理温度を、Si, Al, Cr, Mo及びVの含有量に応じて、下式に基づいて管理することを特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$Si + Al + 5 \times Cr + 15 \times Mo + 15 \times V \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T -$$

$465)^3 + 0.117$

ただし、Si, Al, C, Mo, Vは、質量%

tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465 (°C) 以上で保持される全時間 t (秒)

Tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465 (°C) 以上で保持される全時間 t (秒) における平均温度 (°C)

【請求項6】

熔融亜鉛めっき鋼板は、請求項1又は2記載の組成に、質量%で、Ti: 0.01~0.1%、Nb: 0.01~0.1%、B: 0.0003~0.0050%、Ni: 0.005~2.0%、Cu: 0.005~2.0%から選ばれる1種または2種以上の元素を更に含有することを特徴とする請求項5に記載の機械特性の安定性に優れた高強度合金化熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、電気等の産業分野で使用される機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境保全の見地から、自動車の燃費向上が重要な課題となっている。このため、車体材料の高強度化により薄肉化を図り、車体そのものを軽量化しようとする動きが活発である。しかしながら、鋼板の高強度化は延性の低下、即ち成形加工性の低下を招くことから、高強度と高加工性を併せ持つ材料の開発が望まれている。

【0003】

このような要求に対して、これまでにフェライト、マルテンサイト二相鋼 (Dual-Phase 鋼) や残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用した TRIP 鋼など、種々の複合組織鋼板が開発されてきた。これら鋼板は実使用時の防錆性向上を目的に表面にめっきを施す場合がある。その中ではプレス性、スポット溶接性、塗料密着性を確保するために、めっき後に熱処理を施してめっき層中に鋼板の Fe を拡散させた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が多く使用されており、種々の鋼板の開発が進められてきた。

【0004】

例えば、特許文献 1 では加工性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板、特許文献 2 では高強度、高延性でかつ防錆性能に優れた高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている。また、めっき性と諸特性の両立の観点から、特許文献 3 で母材が局部延性に優れ、めっき濡れ性およびパウダリング性を改善し、延性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板、特許文献 4 および特許文献 5 では、めっき性に優れた 440~640 MPa 級の溶融めっき鋼板とその製造方法が提案されている。また、めっき層の合金化速度やその密着性の向上に対しては、特許文献 6、特許文献 7 では、Ni をプレめっきした後に、急速低温加熱後にめっき浴への浸漬、合金化を行うことにより、めっき性、めっき密着性に優れた高張力合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法、特許文献 8 では、Cu プレめっきを用いた鋼板とその製造方法が提案されている。

【特許文献 1】特開平 11-279691 号公報、請求項など

【特許文献 2】特開 2002-38248 号公報、請求項など

【特許文献 3】特開 2002-30403 号公報、請求項など

【特許文献 4】特開 2000-234129 号公報、請求項など

【特許文献 5】特開 2000-160290 号公報、請求項など

【特許文献 6】特開平 4-333552 号公報、請求項など

【特許文献 7】特開平 4-346644 号公報、請求項など

【特許文献 8】特開平 11-12712 号公報、請求項など

【特許文献 9】特開 2001-11538 号公報、請求項など

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

しかしながら、これらの発明はプレス加工性やその他の諸特性の向上とめっき性と両立の観点から開発されたものであり、機械特性の安定性に関しては考慮がなされていない。

【0006】

例えば、特許文献 1 では、Mn を C の 15 倍以上添加することによって、合金化処理のための再加熱でパーライトおよびベイナイト変態の進行を著しく遅延させることにより 500~600℃ の範囲で合金化処理を行えば冷却後も 3~20% のマルテンサイトおよび

残留オーステナイトが残存するとしている。しかし、合金化熱処理条件によりその特性が変化するため、実使用においては問題が生じる可能性が高い。

特許文献2では、CAL通板後にCGLを通板するため、コスト上の問題が生じる。

特許文献3では、合金化処理温度をSiとFe量の関係から求めている。しかし、本明細書で後述するように、実際には保持時間の影響が大きく、温度のみの管理では安定した特性が得られない。

【0007】

特許文献4では、NiやCuを含有させることにより、SiとAlの合計含有量を比較的多く出来るので、550℃程度の合金化処理によっても延性の劣化を招く事はないとしている。しかし、実際には保持時間の影響が大きく、温度のみの管理では安定した特性が得られない。

【0008】

また、特許文献9では、合金元素を多量に添加することなく機械特性のばらつきを低減した高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている。この方法は高強度化を固溶強化と析出強化の組合せで達成し、従来方法ではバラツキが大きかった機械特性についてはめっきラインでの均熱温度（すなわち再結晶焼鈍温度）を適切に制御することにより安定化を図る方法である。しかし、合金化処理条件のバラツキによる機械特性のばらつきに関しては考慮されておらず、その効果は十分ではない。

【0009】

特許文献5では、Moの添加は550℃前後に加熱されたときにそれまでの工程で残留していたオーステナイトがパーライト変態することを抑制し、最終的に残留オーステナイト量を確保するのに有効であるとされている。しかし、本発明で後述するようにMoの添加だけでは合金化熱処理条件により、その効果が得られない場合がある。

【0010】

また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板はめっき浴への浸漬後に熱処理を施し、めっき中へ鋼板のFeを拡散させることにより製造されるが、めっき密着性や摺動性の観点から、めっき層Fe含有量やその層構造を正確に制御する必要がある。このとき、めっき層へのFeの拡散度合いは鋼板成分によって大きく異なるため、個々の鋼種において熱処理条件を変化させる必要がある。さらに、同一鋼種であっても、めっき付着量、鋼板板厚や通板速度によってその熱処理パターンを変化させる必要がある。このように熱処理パターンを変化させた場合、その機械特性は変動する。軟鋼板のように低合金成分の場合には比較的低温・短時間の熱処理でめっき層の合金化が進むこと、その組織ほとんどフェライト単相であることから合金化処理による機械特性の変化は大きな問題とならなかった。しかしながら、近年適用拡大が進んでいる高張力鋼板は比較的合金成分を多く含み合金化しにくいために高温もしくは長時間の熱処理が必要な場合があり、さらに析出強化や硬質第二相による強化を利用していることもあって合金化熱処理パターンの影響を受けて機械特性の劣化やバラツキが生じる場合が多い。

【0011】

このような課題に対しては、特許文献6、特許文献7、特許文献9では、合金化を容易にすることにより解決を図る方法が提案されている。しかしながら、特許文献6、特許文献7で提案されている方法では、Niをプレめっきする工程が必要なことによるコスト増加、およびめっき前は急速低温加熱（450℃～500℃）であるため、機械特性を得るために鋼板組織等の制御をCGL通板前に行っておく必要がある。また、特許文献9では、このような急速低温加熱を高温でも可能にするためにCuプレめっきを用いた鋼板とその製造方法が提案されているが、この場合においてもCuプレめっきが必要なため、コスト増を招く。実際のプレス成形等では、成形性を確保するために加工性の優れた材料が求められると同時に、安定した作業性と製品の形状精度を確保するために、強度と延性のバラツキの少ない鋼板が要求されており、高強度鋼板に対しては特にそのニーズが高まっている。しかしながら、上述したように溶融亜鉛めっき鋼板に関するこれまでの発明はめっき性と機械特性の両立がその目的であり、製造時における合金化処理による特性の劣化や

強度・伸び等の機械特性の変動に関しては、詳細な注意が払われていなかったのが現状である。

【0012】

本発明は、合金化溶融亜鉛めっき鋼板に関するもので、上述した課題を解決するために特に合金化条件による機械特性のバラツキを抑制した鋼板を提供するものである。

【課題を解決するための手段】

【0013】

本発明は、上述した課題を解決するために特に合金化条件による機械特性のバラツキを抑制した鋼板を提供するものである。

【0014】

上記目的を達成した本発明の特徴とする構成は以下のとおりである。

【0015】

(1) 質量%で、C: 0.05~0.30%、Si: 0.01~2.0%、Mn: 0.08~3.0%、P: 0.003~0.1%、S: 0.07%以下、Al: 0.01~2.5%、N: 0.007%以下、残部が実質的にFeおよび不可避不純物からなり、かつSi及びAlが下式を充足すること特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【0016】

$$Si + Al \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si, Alは、質量%

tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)

Tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)における平均温度(℃)

(2) 質量%で、Cr: 0.01~2.0%、V: 0.005~2.0%、Mo: 0.005~2.0%から選ばれる1種または2種以上の元素を更に含有し、かつ、Si, Al, Cr, Mo及びVが下式を充足することを特徴とする(1)に記載の機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【0017】

$$Si + Al + 5 \times Cr + 15 \times Mo + 15 \times V \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si, Al, Cr, Mo, Vは、質量%

tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)

Tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)における平均温度(℃)

(3) 質量%で、Ti: 0.01~0.1%、Nb: 0.01~0.1%、B: 0.003~0.0050%以下、Ni: 0.005~2.0%、Cu: 0.005~2.0%から選ばれる1種または2種以上の元素を更に含有することを特徴とする(1)記載の機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0018】

(4) 質量%で、C: 0.05~0.30%、Si: 0.01~2.0%、Mn: 0.08~3.0%、P: 0.003~0.1%、S: 0.07%以下、Al: 0.01~2.5%、N: 0.007%以下、残部が実質的にFeおよび不可避不純物からなる溶融亜鉛めっき鋼板の合金化処理の処理時間及び処理温度を、Si及びAlの含有量に応じて、下式に基づいて管理することを特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0019】

$$Si + Al \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si, Alは、質量%

t は、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、4 6 5 (℃) 以上で保持される全時間 t (秒)

T は、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、4 6 5 (℃) 以上で保持される全時間 t (秒) における平均温度 (℃)

(5) 溶融亜鉛めっき鋼板は、(4) の組成に、質量%で、Cr : 0. 0 1 ~ 2. 0 %、V : 0. 0 0 5 ~ 2. 0 %、Mo : 0. 0 0 5 ~ 2. 0 % から選ばれる 1 種または 2 種以上の元素を更に含有し、この溶融亜鉛めっき鋼板の合金化処理の処理時間及び処理温度を、Si, Al, Cr, Mo 及び V の含有量に応じて、下式に基づいて管理することを特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0 0 2 0】

$$Si + Al + 5 \times Cr + 15 \times Mo + 15 \times V \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si, Al, C, Mo, V は、質量%

t は、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、4 6 5 (℃) 以上で保持される全時間 t (秒)

T は、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、4 6 5 (℃) 以上で保持される全時間 t (秒) における平均温度 (℃)

(6) 溶融亜鉛めっき鋼板は、(4) 又は (5) 記載の組成に、質量%で、Ti : 0. 0 1 ~ 0. 1 %, Nb : 0. 0 1 ~ 0. 1 %, B : 0. 0 0 0 3 ~ 0. 0 0 5 0 %, Ni : 0. 0 0 5 ~ 2. 0 %, Cu : 0. 0 0 5 ~ 2. 0 % から選ばれる 1 種または 2 種以上の元素を更に含有することを特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0 0 2 1】

本発明によれば、機械特性のバラツキの少ない高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が提供でき、産業上の利用価値は非常に大きく、特に自動車車体の軽量化および防錆化に対して極めて有益であって、工業的效果が大きい。

【発明を実施するための最良の形態】

【0 0 2 2】

本発明者らは高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の機械特性のバラツキに影響を与える原因について調査した、その結果、めっき浴浸漬前の焼鈍条件や焼鈍後のめっき浴浸漬までの熱処理条件を精密に制御したとしても、機械特性はめっき浴浸漬後の合金化熱処理によって大きく影響を受けることが分かった。図 1 に、合金化温度・時間と引張強度・全伸びの関係を模式的に示す。図 1 (a) は従来鋼板の化学成分の場合を示し、従来鋼板では、合金化温度の上昇および/または合金化時間の増加によって引張強度と全伸びは低下する場合がある、このように、合金化熱処理条件によって、鋼板成分が同一であっても引張強度や全伸びが変化することは、板厚等の違いにより通板時の速度を変化させた場合に、めっき性およびその特性を安定化させるように合金化熱処理条件を変化させると機械特性が変化することを意味している、これは、結果として、最終製品の強度・伸び等の特性が変わるために、その形状精度等にバラツキが生じ、場合によっては特性に合わせて成形条件を変える必要が生じるなどプレス成形時における作業性の大幅な低下を生じる。発明者らは、合金化熱処理条件がこのような機械的特性の変化への影響度合いが鋼板成分によって大きく異なることに着目し、化学成分と合金化熱処理温度と時間の関係について鋭意検討を行った。その結果、鋼板の化学成分を適正に制御することにより必要な合金化熱処理条件に対して機械特性の劣化が生じず、かつバラツキのほとんどない鋼板が製造可能であることを明らかにした。その模式図を図 1 (b) に示す。

【0 0 2 3】

次に、本発明の実施に際し、その化学成分の限定範囲やそれを設定した理由について以下に記す。

【0 0 2 4】

まず、本発明の化学成分の限定理由について述べる。なお、以下の%は質量%を示す。

【0025】

C: 0.05~0.30%

Cはオーステナイトを安定化させる元素であり、マルテンサイト量の確保および室温でオーステナイトを残留させるために必要な元素である。C量が0.05%未満では、製造条件の最適化を図ったとしても、鋼板の強度の確保と同時に残留オーステナイト量を確保し、所定の特性を満たすことが難しい。一方、C量が0.30%を超えると、溶接部および熱影響部の硬化が著しく、溶接性が劣化する。こうした観点から、C量を0.05~0.30%の範囲内とする。好ましくは、0.05%~0.2%である。

【0026】

Si: 0.01~2.0%

Siは、鋼の強化に有効な元素である。また、フェライト生成元素であり、オーステナイト中へのCの濃化促進および炭化物の生成を抑制することから、残留オーステナイトの生成を促進する働きがあるので、複合組織鋼およびTRIP鋼に添加されることが多い。この効果はSi: 0.01%以上で得られる。しかし、過剰な添加はフェライト中への固溶量の増加による加工性、靱性の劣化、また赤スケール等の発生による表面性状や溶融めっきを施す場合はめっき付着・密着性の劣化を引き起こす。従って、添加量を0.01%~2.0%にする。

【0027】

Mn: 0.08~3.0%

Mnは、鋼の強化に有効な元素である。また、オーステナイトを安定化させる元素であり、マルテンサイトや残留オーステナイトの体積の増加に必要な元素である。この効果は、Mnが0.08%以上で得られる。一方、Mnを3.0%を超えて過剰に添加すると、第二相分率過大や固溶強化による強度上昇が著しくなる。従って、Mn量を0.08~3.0%とする。好ましくは1.0~3.0%とする。

【0028】

P: 0.003~0.1%

Pは、鋼の強化に有効な元素であり、この効果はP: 0.003%以上で得られる。しかし、0.1%を超えて過剰に添加すると、粒界偏析により脆化を引き起こし、耐衝撃性を劣化させる。従って、P量を0.003%~0.1%にする。

【0029】

S: 0.07%以下

Sは、MnSなどの介在物となって、耐衝撃性の劣化や溶接部のメタルフローに沿った割れの原因となるので極力低い方がよいが、製造コストの面から0.07%以下とする。

【0030】

Al: 0.01~2.5%

Alは、フェライト生成元素であり、オーステナイト中へのCの濃化促進および炭化物の生成を抑制することから、残留オーステナイトの生成を促進する働きがある。この効果はAl: 0.01%以上で得られる。このようなことから、複合組織鋼およびTRIP鋼に多量に添加される場合があるが、過剰な添加はフェライトの脆化を招き、材料の強度-延性バランスを劣化させることになる。また、2.5%超えの含有は鋼板中の介在物が多くなり延性を劣化させる。従って、添加量を0.01%~2.5%にする。好ましくは0.1~2.0%とする。

【0031】

N: 0.007%以下

Nは、鋼の耐時効性を最も大きく劣化させる元素であり、少ないほどよく、0.007%を超えると耐時効性の劣化が顕著となる。従って、N量を0.007%以下とする。

【0032】

本発明の鋼板は、以上の基本成分および鉄を主成分とするものである。主成分とは、不可避的不純物の含有および上記基本成分の作用を損なうことがなく、むしろこれらの作用

を向上させ、あるいは機械的、化学的特性を改善できる元素の含有を妨げない趣旨であり、例えば下記のCr, V, Moのうちから1種以上の元素を含有することができる。

【0033】

Cr: 0.01~2.0%

Crは焼鈍温度からの冷却時にパーライトの生成抑制し、マルテンサイトの生成を促進する作用を有する。この効果は、Cr: 0.01%以上で得られる。しかし、2.0%を超えるとめっき性の劣化が懸念されることから0.01%~2.0%と規定する。

【0034】

V: 0.005~2.0%

Vは焼鈍温度からの冷却時にパーライトの生成を抑制し、マルテンサイトの生成を促進する作用を有する。この効果は、V: 0.005%以上で得られる。しかし、2.0%を超えるとフェライト量が過少となり、加工性が低下する。従って、0.005%~2.0%と規定する。

【0035】

Mo: 0.005~2.0%

Moは耐遅れ破壊性等に有効であり、この効果はMo: 0.005%以上で得られる。しかし、2.0%を超えると加工性が低下するようになる。従って、0.005%~2.0%と規定する。

【0036】

更に、下記のTi, Nb, B, Ni, Cuのうちから1種以上の元素を含有することができる。

【0037】

Ti, Nb: それぞれ0.01~0.1%

Ti, Nbは鋼の析出強化に有効であり、この効果はTi, Nb: それぞれ0.01%以上で得られ、本発明で規定した組織、n値を満たす範囲内であれば、鋼の強化に使用して差し支えない。しかし、0.1%を超えると加工性および形状凍結性が低下する。従って、0.01%~0.1%とする。

【0038】

B: 0.0003~0.0050%

Bはオーステナイト粒界からのフェライトの生成を抑制し、その結果、マルテンサイトの生成を促進する作用を有する。その効果はB: 0.0003%以上で得られる。しかし、0.0050%を超えるとフェライト量が過少となり、加工性が低下する。従って、0.0003%~0.0050%とする。

【0039】

Ni: 0.005~2.0%、Cu: 0.005~2.0%

Ni, Cuはオーステナイト安定化元素であり、オーステナイトを残留させるとともに強度上昇にも効果がある。その効果はそれぞれ0.005%以上で得られる。しかし、2.0%を超えて添加すると鋼板の延性を低下させる。従って、0.005~2.0%と規定する。

【0040】

次に、鋼板成分と合金化熱処理時間、温度の関係に関する規定について説明する。

【0041】

既に述べたように、発明者らは、まず高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の機械特性のパラッキに影響を与える原因について詳細に調査した。その結果、めっき浴浸漬前の焼鈍条件や焼鈍後のめっき浴浸漬までの熱処理条件を精密に制御したとしても、めっき浴浸漬後の合金化熱処理によって大きく影響を受けること、またその影響度合いは鋼板成分によって大きく異なることが明らかとなった。合金化熱処理は、めっき層の密着性を確保するためにFe含有量や相構造を抑制するために行うものであり、化学成分によってその条件は異なり、また同一成分であってもめっき付着量や通板速度により最適な皮膜を得るために合金化熱処理条件を変化させる必要がある。このように熱処理パターンを変化させた

場合、特に高強度鋼板ではその機械特性は変動する。

【0042】

このため、発明者らはさらに合金化熱処理パターンの影響を受けず機械特性の安定性に優れた材料を得るために鋭意検討を重ね、以下の知見を見出した。まず、種々の合金成分を添加した鋼に対して種々の合金化熱処理条件で熱処理を施した後に引張試験を行い。合金化熱処理をしない場合との機械特性の差を求めた。このとき、 ΔTS (kgf/mm^2) が 2 kgf/mm^2 以内でかつ ΔEl (%) の差が 2% 以内の場合を安定性良好と評価した。その結果、合金化熱処理条件を合金化処理時における 465°C 以上での全保持時間 t (s) とその時間内における平均温度 T ($^\circ\text{C}$) で整理した場合、機械特性の変化は鋼板合金成分と良好な相関が認められることが明らかとなった。図 2 に検討結果の一例を示す。この図に示すように、鋼板成分から求められる式

$$Si + Al + 5 \times Cr + 15 \times Mo + 15 \times V$$

と合金化熱処理条件には良好な相関が認められる。

【0043】

本発明では、この知見をもとに想定される合金化熱処理条件に対して、鋼板の化学成分を規定することにより、合金化熱処理を行わない場合と比較しても機械特性が安定している鋼板の開発に成功した。すなわち、合金化熱処理時に最も高温・長時間になる熱処理条件が T ($^\circ\text{C}$)、 t (s) である場合に、鋼板成分が

$$Si + Al + 5 \times Cr + 15 \times Mo + 15 \times V \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

以上であれば、機械特性のばらつきが抑制された材料が製造可能であるとの知見を見出した。これは、従来合金化熱処理時条件を高温・長時間とした場合に、第二相からのパーライトの析出を抑制することに着目していたが、それだけではこの合金化処理による特性劣化を抑制は十分ではなく、さらに第二相における微細炭化物の析出が特性変化に大きく影響することがわかった。これは、第二相からの炭化物の析出が冷却時にマルテンサイト変態した場合にはその硬さを変化させるためであり、また残留オーステナイトとして残存するような第二相であった場合には、炭化物の析出によりその残留量が低下してマルテンサイト量が増加するために特性が変化するものと考えられる。

【0044】

以上述べたように、本発明は合金化処理条件の中で最も機械特性の変化に大きく影響する条件、すなわち最高合金化処理温度と最大時間を想定した場合に、その条件以下の合金化熱処理においては機械特性の変化が小さい材料を得ることを可能とした点に大きな特徴がある。

【実施例】

【0045】

以下、本発明を実施例によってさらに詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、本発明の要旨を変更することなく設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0046】

表 1 に示す化学成分の鋼を溶製して得た鋳片を 1200°C に加熱した後、熱間圧延で板厚 3.0 mm 、板幅 1200 mm の熱延鋼板とした後、酸洗、冷間圧延によって 1.2 mm 厚の冷延鋼板となした。その後、連続溶融亜鉛めっきラインで、 825°C 、 120 s の加熱保持後、 10°C/s の冷却速度で冷却し、 460°C の亜鉛めっき浴で目付け量 $50/50 \text{ g/m}^2$ のめっきを施した後、合金化熱処理条件を種々変更させて合金化溶融亜鉛めっき鋼板を作製した。得られた材料に対しては 0.5% の調質圧延を施し、JIS 5 号試験片に加工後、引張試験を行って TS (引張り強さ)、 El (全伸び) を調査した。機械特性のばらつきの評価は、合金化処理を施さなかった材料との TS (kgf/mm^2) と El (%) の比較によって行い、 ΔTS (kgf/mm^2) が 2 kgf/mm^2 以内でかつ ΔEl (%) の差が 2% 以内の場合を安定性良好と評価した。表 2 に、試験結果をまとめて記す。これらの結果から明らかなように、本発明で規定する要件を満足する鋼板は機

械特性のばらつきが少なく、目標とした特性が得られていることがわかる。

【表1-1】

表 1-1

No.	化学成分(重量%)										合金化熱処理条件		機械特性値		合金化無し機械特性値		機械特性値差		備考
	C	Si	Mn	sol. Al	P	S	Cr	V	Mo	SI+Al+50r +15r+15Mo	T(°C)	t(s)	TS(kgf/mm ²)	El(%)	TS(kgf/mm ²)	El(%)	ΔTS	ΔEl	
													$1.5 \times 10^{-7} (-7) \times t^{0.75}$ $\times (T-465)^{3+0.117}$						
1	0.190	0.47	1.90	1.46	0.010	0.005	-	-	0.11	3.51	550	15.0	0.82	24.2	102.3	24.2	0.9	0.2	発明例
2	0.190	0.47	1.90	1.46	0.010	0.005	-	-	0.11	3.51	600	30.0	4.85	19.1	93.8	24.0	7.6	4.9	比較例
3	0.158	0.48	1.90	1.48	0.007	0.003	0.27	-	-	3.31	600	5.6	1.46	28.2	85.5	28.5	0.2	0.3	発明例
4	0.158	0.48	1.90	1.48	0.007	0.003	0.27	-	-	3.31	600	11.1	2.36	27.9	84.7	28.5	0.6	0.6	発明例
5	0.158	0.48	1.90	1.48	0.007	0.003	0.27	-	-	3.31	600	15.3	2.97	28.3	85.3	28.5	0.8	0.2	発明例
6	0.158	0.48	1.90	1.48	0.007	0.003	0.27	-	-	3.31	600	18.2	3.37	27.5	85.3	28.5	5.1	1.0	比較例
7	0.158	0.48	1.90	1.48	0.007	0.003	0.27	-	-	3.31	600	22.7	3.96	27.8	85.3	28.5	8.8	0.7	比較例
8	0.156	0.49	1.89	1.50	0.011	0.003	-	0.08	-	3.19	550	15	0.82	28.5	83.7	28.7	1.8	0.2	発明例
9	0.156	0.49	1.89	1.50	0.011	0.003	-	0.08	-	3.19	580	35	3.40	26.0	83.7	28.7	7.4	2.7	比較例
10	0.149	0.27	1.67	0.74	0.007	0.005	-	0.13	-	2.96	550	15	0.82	27.0	81.0	26.8	0.5	0.2	発明例
11	0.149	0.27	1.67	0.74	0.007	0.005	-	0.13	-	2.96	600	25	4.24	25.5	81.0	26.8	4.8	1.3	比較例
12	0.750	0.29	1.83	0.52	0.007	0.004	-	0.12	-	2.61	550	15	0.82	34.2	62.3	34.8	0.8	0.6	発明例
13	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	600	7.3	1.76	31.9	64.2	32.0	0.4	0.1	発明例
14	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	600	10.2	2.22	30.3	64.2	32.0	0.8	1.7	発明例
15	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	600	14.1	2.80	30.5	64.2	32.0	1.7	1.5	比較例
16	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	600	17.2	3.23	30.4	64.2	32.0	3.9	1.6	比較例
17	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	600	23.7	4.08	28.5	64.2	32.0	6.2	3.5	比較例
18	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	550	18	0.92	31.3	64.2	32.0	1.4	0.7	発明例
19	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	550	62	2.15	31.0	64.2	32.0	1.2	1.0	発明例
20	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	550	72	2.39	30.3	64.2	32.0	5.5	1.7	比較例
21	0.110	0.25	1.65	0.27	0.030	0.005	0.25	0.05	-	2.52	550	84	2.67	29.2	64.2	32.0	8.2	2.8	比較例
22	0.147	0.26	1.66	0.73	0.008	0.006	-	-	0.10	2.49	550	15	0.82	27.1	80.5	27.8	0.2	0.7	発明例
23	0.147	0.26	1.66	0.73	0.008	0.006	-	-	0.10	2.49	600	15	2.93	24.8	80.5	27.8	4.3	3.0	比較例
24	0.151	0.28	1.68	0.71	0.008	0.006	0.29	-	-	2.44	550	15	0.82	27.7	82.6	27.5	0.8	0.2	発明例
25	0.820	0.30	1.85	0.50	0.031	0.005	0.30	-	-	2.30	550	15	0.82	34.5	63.4	35.1	0.6	0.6	発明例

【0047】

【表 1-2】

表 1-2

No.	化学成分(重量%)										Si+Al+5Cr +15V+15Nb	合金化熱処理条件		1.5×10 ⁻⁷ (-7)×t ^{0.75} ×(T-455) ³ +0.117	機械特性値		合金化無し機械特性値		機械特性値差		備考
	C	Si	Mn	sol. Al	P	S	Cr	V	Mo	T(°C)		t(h)	TS(kgf/mm ²)		EI(%)	TS(kgf/mm ²)	EI(%)	ΔTS	ΔEI		
26	0.820	0.30	1.85	0.50	0.031	0.005	0.30	-	-	2.30	15	2.93	58.0	33.6	63.4	35.1	5.4	1.5	比較例		
27	0.770	0.31	1.86	0.53	0.031	0.005	-	-	0.08	2.04	15	0.17	61.3	33.5	61.6	34.8	0.3	1.3	発明例		
28	0.161	0.46	1.92	1.49	0.007	0.003	-	-	-	1.95	3.5	1.06	79.8	28.0	81.1	27.2	1.3	0.8	発明例		
29	0.161	0.46	1.92	1.49	0.007	0.003	-	-	-	1.95	9.1	2.05	78.4	26.1	81.1	27.2	2.7	1.1	比較例		
30	0.161	0.46	1.92	1.49	0.007	0.003	-	-	-	1.95	14.2	2.82	74.5	24.9	81.1	27.2	6.6	2.3	比較例		
31	0.150	0.47	1.70	0.51	0.028	0.004	0.18	-	-	1.88	26	1.18	81.3	26.4	82.0	26.8	0.7	0.4	発明例		
32	0.150	0.47	1.70	0.51	0.028	0.004	0.18	-	-	1.88	41	1.61	80.2	25.2	82.0	26.8	1.8	1.6	発明例		
33	0.150	0.47	1.70	0.51	0.028	0.004	0.18	-	-	1.88	54	1.95	79.7	24.3	82.0	26.8	2.3	2.5	比較例		
34	0.150	0.47	1.70	0.51	0.028	0.004	0.18	-	-	1.88	81	2.60	75.2	25.5	82.0	26.8	6.8	1.3	比較例		
35	0.081	0.27	1.84	0.51	0.031	0.005	-	0.07	-	1.83	15	0.82	63.9	34.3	64.8	34.5	0.9	0.2	発明例		
36	0.115	0.25	1.90	0.04	0.030	0.004	-	-	0.08	1.49	3.5	1.06	61.9	28.1	61.7	27.9	0.2	0.2	発明例		
37	0.115	0.25	1.90	0.04	0.030	0.004	-	-	0.08	1.49	6.3	1.58	59.9	25.7	61.7	27.9	1.8	2.2	比較例		
38	0.115	0.25	1.90	0.04	0.030	0.004	-	-	0.08	1.49	11.0	2.35	54.2	26.8	61.7	27.9	7.5	1.1	比較例		
39	0.123	0.27	1.90	0.05	0.030	0.004	0.21	-	-	1.37	28	1.24	62.0	29.2	62.8	28.7	0.8	0.5	発明例		
40	0.123	0.27	1.90	0.05	0.030	0.004	0.21	-	-	1.37	38	1.53	59.9	28.7	62.8	28.7	2.9	0.0	比較例		
41	0.123	0.27	1.90	0.05	0.030	0.004	0.21	-	-	1.37	73	2.42	53.6	30.5	62.8	28.7	9.2	1.8	比較例		
42	0.151	0.31	1.70	0.69	0.008	0.004	-	-	-	1.00	4.2	1.20	61.0	32.2	66.4	34.3	5.4	2.1	比較例		
43	0.151	0.31	1.70	0.69	0.008	0.004	-	-	-	1.00	14.0	0.78	64.7	33.7	66.4	34.3	1.7	0.6	発明例		
44	0.151	0.31	1.70	0.69	0.008	0.004	-	-	-	1.00	34.0	1.41	61.1	30.8	66.4	34.3	5.3	3.5	比較例		
45	0.060	0.02	1.72	0.77	0.008	0.005	-	-	-	0.79	19	0.34	45.6	39.5	45.3	40.1	0.3	0.6	発明例		
46	0.060	0.02	1.72	0.77	0.008	0.005	-	-	-	0.79	72	0.73	44.9	41.0	45.3	40.1	0.4	0.9	発明例		
47	0.060	0.02	1.72	0.77	0.008	0.005	-	-	-	0.79	90	0.85	42.9	40.5	45.3	40.1	2.4	0.4	比較例		
48	0.060	0.02	1.72	0.77	0.008	0.005	-	-	-	0.79	109	0.96	41.0	40.7	45.3	40.1	4.3	0.6	比較例		
49	0.060	0.02	1.72	0.77	0.008	0.005	-	-	-	0.79	102	0.32	45.0	40.3	45.3	40.1	0.3	0.2	発明例		
50	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	3.5	1.06	46.8	33.6	51.2	35.0	4.4	1.4	比較例		

【0048】

【表 1-3】

表 1-3

No.	化学成分(質量%)										合金化熱処理条件		$1.5 \times 10^{(-7)} \times t^{0.75} \times (T-465)^3 + 0.117$		機械特性値		合金化無し機械特性値		機械特性値差		備考
	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	Cr	V	Mo	Si+Al+5Cr+15+15%	T(°C)	t(s)			TS(kgf/mm ²)	EI(%)	TS(kgf/mm ²)	EI(%)	ΔTS	ΔEI	
51	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	550	4.0	0.38	0.38	50.8	34.8	51.2	35.0	0.4	0.2	発明例
52	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	550	17	0.89	0.89	47.3	33.2	51.2	35.0	3.9	1.8	比較例
53	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	550	28	1.24	1.24	45.9	33.3	51.2	35.0	5.3	1.7	比較例
54	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	520	11	0.27	0.27	51.5	34.5	51.2	35.0	0.3	0.5	発明例
55	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	520	34	0.47	0.47	52.0	34.9	51.2	35.0	0.8	0.1	発明例
56	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	520	53	0.61	0.61	48.2	34.1	51.2	35.0	3.0	0.9	比較例
57	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	500	21	0.18	0.18	51.5	34.8	51.2	35.0	0.3	0.2	発明例
58	0.073	0.20	1.45	0.03	0.030	0.004	-	0.02	-	0.53	500	172	0.42	0.42	50.9	35.1	51.2	35.0	0.3	0.1	発明例
59	0.062	0.30	1.51	0.12	0.028	0.007	-	-	-	0.42	520	22	0.37	0.37	45.0	39.0	46.1	39.2	1.1	0.2	発明例
60	0.062	0.30	1.51	0.12	0.028	0.007	-	-	-	0.42	520	60	0.66	0.66	43.0	38.9	46.1	39.2	3.1	0.3	比較例
61	0.062	0.30	1.51	0.12	0.028	0.007	-	-	-	0.42	500	123	0.35	0.35	45.7	39.3	46.1	39.2	0.4	0.1	発明例
62	0.062	0.30	1.51	0.12	0.028	0.007	-	-	-	0.42	500	157	0.40	0.40	44.8	38.0	46.1	39.2	1.3	1.2	発明例
63	0.062	0.30	1.51	0.12	0.028	0.007	-	-	-	0.42	500	207	0.47	0.47	42.7	37.8	46.1	39.2	3.4	1.4	比較例
64	0.080	0.27	1.60	0.06	0.032	0.004	-	-	-	0.33	520	10	0.26	0.26	50.8	34.8	52.5	35.6	1.7	0.8	発明例
65	0.080	0.27	1.60	0.06	0.032	0.004	-	-	-	0.33	520	24	0.39	0.39	48.7	33.0	52.5	35.6	3.8	2.6	比較例
66	0.080	0.27	1.60	0.06	0.032	0.004	-	-	-	0.33	520	51	0.59	0.59	45.8	32.8	52.5	35.6	6.7	2.8	比較例
67	0.080	0.27	1.60	0.06	0.032	0.004	-	-	-	0.33	500	47	0.23	0.23	52.3	35.1	52.5	35.6	0.2	0.5	発明例
68	0.080	0.27	1.60	0.06	0.032	0.004	-	-	-	0.33	500	88	0.30	0.30	50.9	34.6	52.5	35.6	1.6	1.0	発明例
69	0.080	0.27	1.60	0.06	0.032	0.004	-	-	-	0.33	500	132	0.37	0.37	47.7	32.8	52.5	35.6	4.8	2.8	比較例
70	0.080	0.27	1.60	0.06	0.032	0.004	-	-	-	0.33	500	157	0.40	0.40	45.7	32.5	52.5	35.6	6.8	3.1	比較例
71	0.045	0.14	1.57	0.05	0.008	0.005	-	-	-	0.19	520	12	0.28	0.28	38.8	42.0	41.2	41.6	2.4	0.4	比較例
72	0.045	0.14	1.57	0.05	0.008	0.005	-	-	-	0.19	520	30	0.44	0.44	38.1	41.7	41.2	41.6	3.1	0.1	比較例
73	0.045	0.14	1.57	0.05	0.008	0.005	-	-	-	0.19	500	15	0.17	0.17	40.0	41.1	41.2	41.6	1.2	0.5	発明例
74	0.045	0.14	1.57	0.05	0.008	0.005	-	-	-	0.19	500	40	0.22	0.22	38.5	41.8	41.2	41.6	2.7	0.2	比較例
75	0.045	0.14	1.57	0.05	0.008	0.005	-	-	-	0.19	500	63	0.26	0.26	38.3	41.7	41.2	41.6	2.9	0.1	比較例

【0049】

なお、表 1-1 ~ 1-3 に記載された
 $1.5 \times 10^{(-7)} \times t^{0.75} \times (T-465)^3 + 0.117$

は、

$$1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

を意味する。

【図面の簡単な説明】

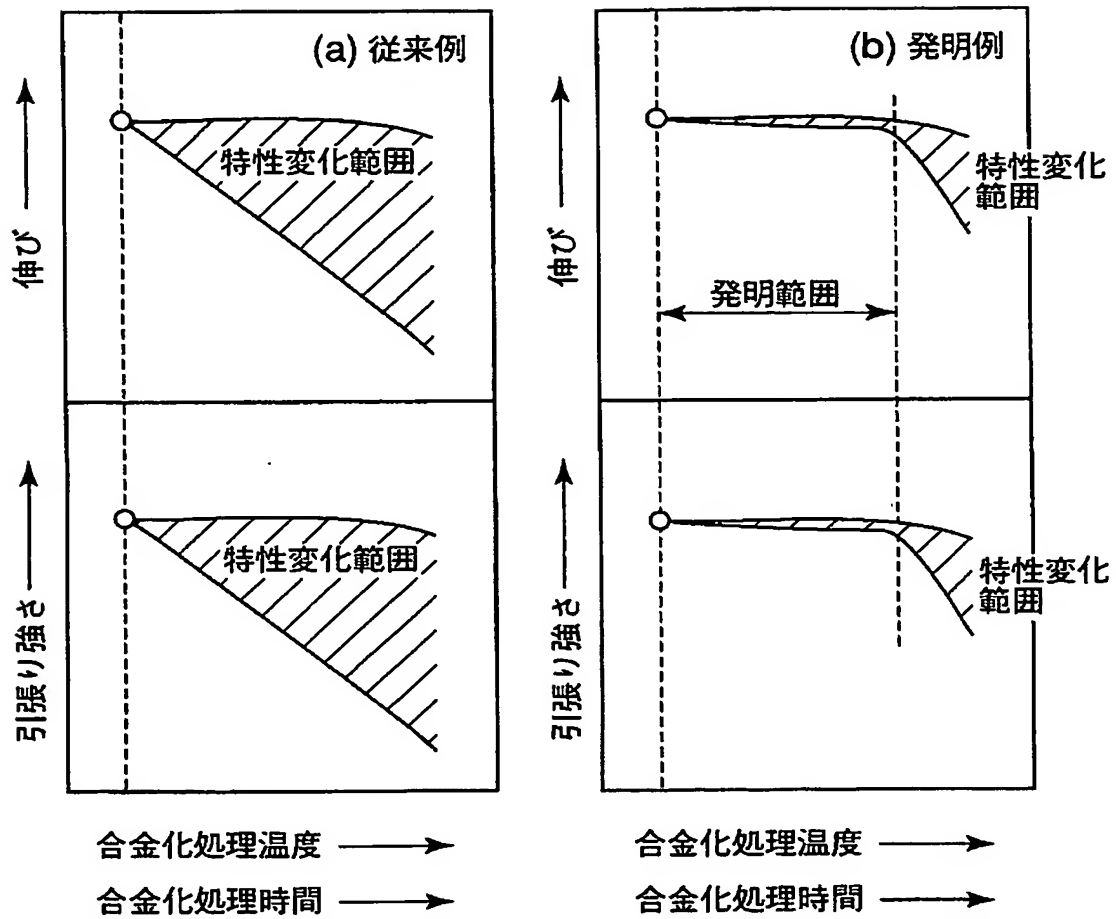
【0050】

【図1】合金化温度・時間と引張強度・全伸びの関係を模式図で、(a)は従来鋼板の化学成分の場合、(b)は本発明鋼板の化学成分の場合を示す。

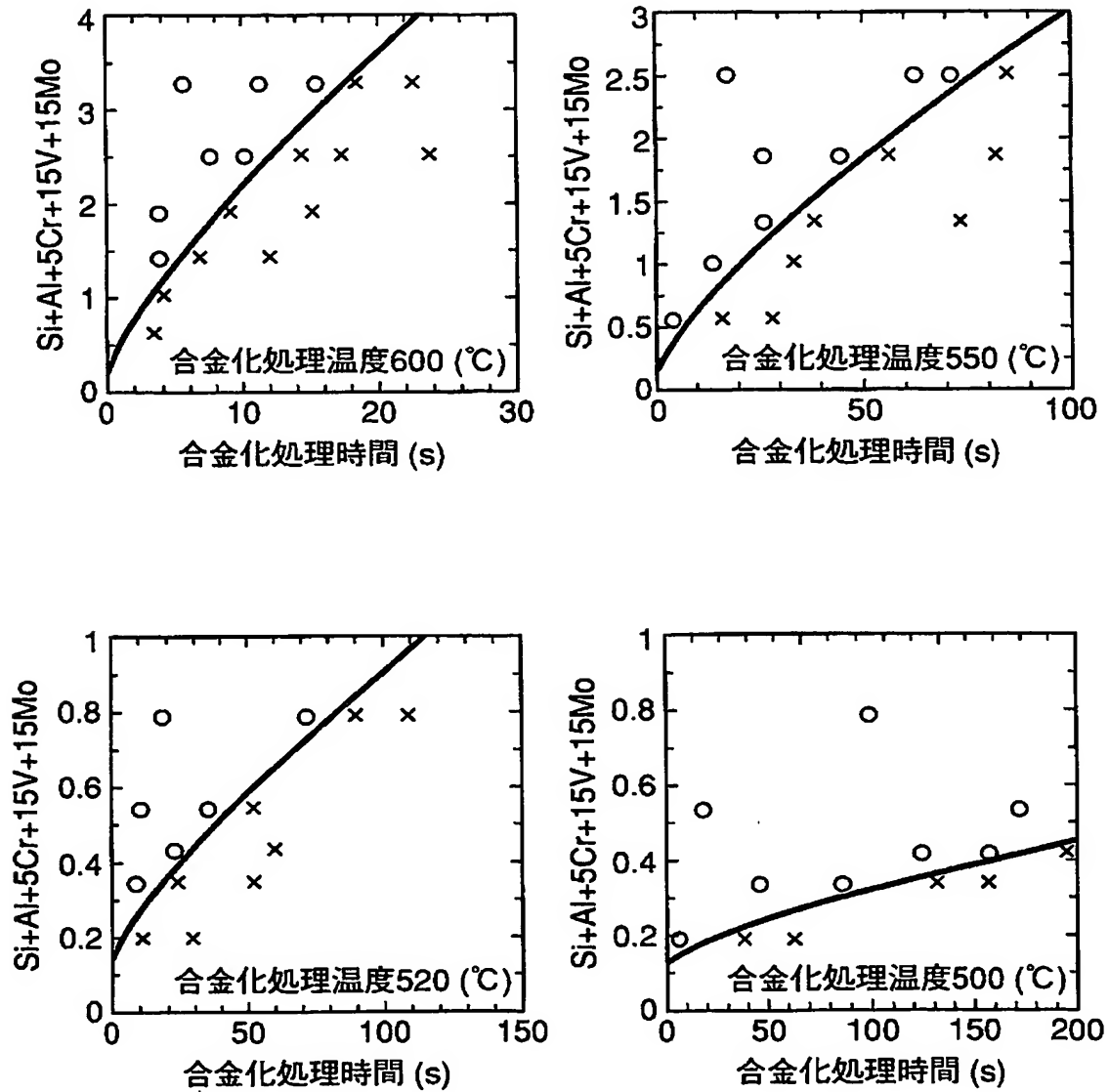
【図2】合金化処理温度を500℃、520℃、550℃、600℃とした場合それぞれについて、鋼板成分、合金化熱処理条件と機械特性の安定性を示す図。

【書類名】 図面

【図 1】



【図 2】



○: 安定性良好 (合金化処理を施さない場合のTS, EI, との差、 $\Delta TS, \Delta EI$ がそれぞれ 2kgf/mm², 2% 以下)

×: 安定性不良

【書類名】要約書

【要約】

【課題】機械特性のバラツキの少ない高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を提供する。

【解決手段】質量%で、C:0.05~0.30%、Si:0.01~2.0%、Mn:0.08~3.0%、P:0.003~0.1%、S:0.07%以下、Al:0.01~2.5%、N:0.007%以下、残部が実質的にFeおよび不可避不純物からなり、かつSi及びAlが下式を充足すること特徴とする機械特性の安定性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

$$\text{Si} + \text{Al} \geq 1.5 \times 10^{-7} \times t^{0.75} \times (T - 465)^3 + 0.117$$

ただし、Si、Alは、質量%、tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)、Tは、鋼板上のめっき層を合金化処理する際に、465(℃)以上で保持される全時間t(秒)における平均温度(℃)

【選択図】 図2

特願 2003-423233

ページ: 1/E

出願人履歴情報

識別番号 [000001258]

1. 変更年月日 2003年 4月 1日

[変更理由] 名称変更

住所変更

住所 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
氏名 JFEスチール株式会社

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP04/019280

International filing date: 16 December 2004 (16.12.2004)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP
Number: 2003-423233
Filing date: 19 December 2003 (19.12.2003)

Date of receipt at the International Bureau: 10 February 2005 (10.02.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse